

**КИНЕТИКА РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА
СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ
ОХЛАЖДЕНИИ**

**А. И. Бабаченко, к. т. н., А. В. Кныш, к. т. н., А. А. Кононенко, к. т. н.,
Ж. А. Дементьева, Е. А. Шпак, Ж. З. Чехута, О. Ф. Клиновая**

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины

Введение. На современном этапе развития железнодорожного транспорта необходимо создание железнодорожных колес, обладающих высокой стойкостью к образованию дефектов на поверхности катания. Анализ исследований мировых производителей колес показал, что наиболее перспективным направлением совершенствования химического состава сталей для железнодорожных колес является снижение содержания углерода в стали и замена его как упрочнителя другими элементами. Аналитические исследования показали, что одним из таких элементов, который можно использовать для упрочнения железнодорожных колес и который может обеспечить снижение их чувствительности к тепловому воздействию, является кремний.

Цель работы. Определение критических точек и исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали для железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния, для обоснованной разработки упрочняющих режимов термической обработки, обеспечивающих повышение их эксплуатационной надежности.

Материал и методика исследования. По результатам предварительных лабораторных исследований были даны рекомендации по химическому составу, в соответствии с которыми на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» выплавляли опытную сталь для железнодорожных колес. Химический состав стали, для которой были выполнены исследования, приведен в табл. 1.

Таблица

Химический состав исследуемой стали, % масс.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Ti	V
0.58	0.97	0.85	0.009	0.004	0.09	0.07	0.025	0.06	0.008	0.083

Для исследования кинетики распада аустенита нагрев образцов в dilatометре DIL 805 A осуществлялся в вакууме ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) токами высокой частоты (2 МГц) при помощи индуктора, состоящего из двух медных катушек. Эти катушки представляют собой полые медные трубки. Внутри внешней катушки циркулирует вода, необходимая для охлаждения индуктора, внутренние отверстия второй катушки используется для подачи газа (гелия, газообразного азота), предназначенного для ускоренного охлаждения образцов с заданной скоростью. Образец располагается горизонтально, и изменение геометрических размеров образца определяется при помощи высокоточного датчика LVDT (линейный дифференциальный трансформатор с переменным коэффициентом передачи) измерения линейного приращения.

Термический цикл задается программой, которая основана на контроле температуры образца во времени через приваренную к нему термопару (сплав Pt–Pt/Rh 10%) диаметром 0,09 мм. Программа представлена в виде таблицы, в которой указаны температуры и время. Прибор поддерживает заданную температуру в заданный момент времени. Скорость охлаждения определяется скоростью подачи охлаждающего газа.

Построение термокинетической диаграммы (ТКД) осуществлялось после различных скоростей охлаждения дилатометрических образцов, нагретых по режиму, близкому к условиям нагрева под закалку железнодорожных колес в газопламенной кольцевой печи на участке термообработки в КПП: скорость нагрева образцов в индукторе составляла 30 °С/мин. После нагрева в аустенитную область образцы выдерживали в течение 5 минут и охлаждали гелием с различными скоростями: 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30; 50; 120 °С/с.

Металлографическое исследование проводилось при помощи инвертированного кодированного металлографического микроскопа Axio Observer.D1m с моторизованным предметным столом. Металлографические шлифы изготавливались посередине дилатометрических образцов в сечении перпендикулярном их оси. После стандартной методики приготовления металлографических шлифов исследуемую поверхность травили в 2-4 % спиртовом растворе азотной кислоты для выявления конечной структуры. Твердость по методу Виккерса при нагрузке 10 кг измеряли с использованием автоматического микротвердомера КВ 30. Количество структурных составляющих оценивали по микрофотографиям при помощи анализатора изображения с использованием методик количественного определения второй фазы, реализованных в анализаторе изображений Thixomet.

Результаты исследований. На первом этапе исследований были определены критические точки для опытной стали. Дилатометрические исследования показали, что при нагреве образцов со скоростью 30 °С/мин в стали с повышенным содержанием кремния полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при температуре ~750 °С (A_{c1}), заканчивается – при температуре ~795 °С (A_{c3}). Для построения ТКД образцы нагревали до температуры 850 °С (на ~50 °С выше температуры A_{c3} для данной стали).

На ТКД (рис. 1) для каждой скорости охлаждения нанесены значения твердости и объемные доли структурных составляющих, выраженные в процентах. Анализ ТКД показывает, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита заметно уменьшаются при увеличении скорости охлаждения. Стоит отметить, что, начиная со скорости охлаждения 10 °С/с, исследуемая сталь после завершения бейнитного (промежуточного) превращения и до начала мартенситного превращения характеризуется относительной устойчивостью аустенита к распаду в интервале температур ~400-280 °С. С увеличением скорости охлаждения отмечается тенденция роста значений твердости, что связано со структурными изменениями, происходящими в стали: повышением дисперсности структурных составляющих, уменьшением количества феррита и перлита в структуре, ростом объемной доли бейнита и мартенсита.

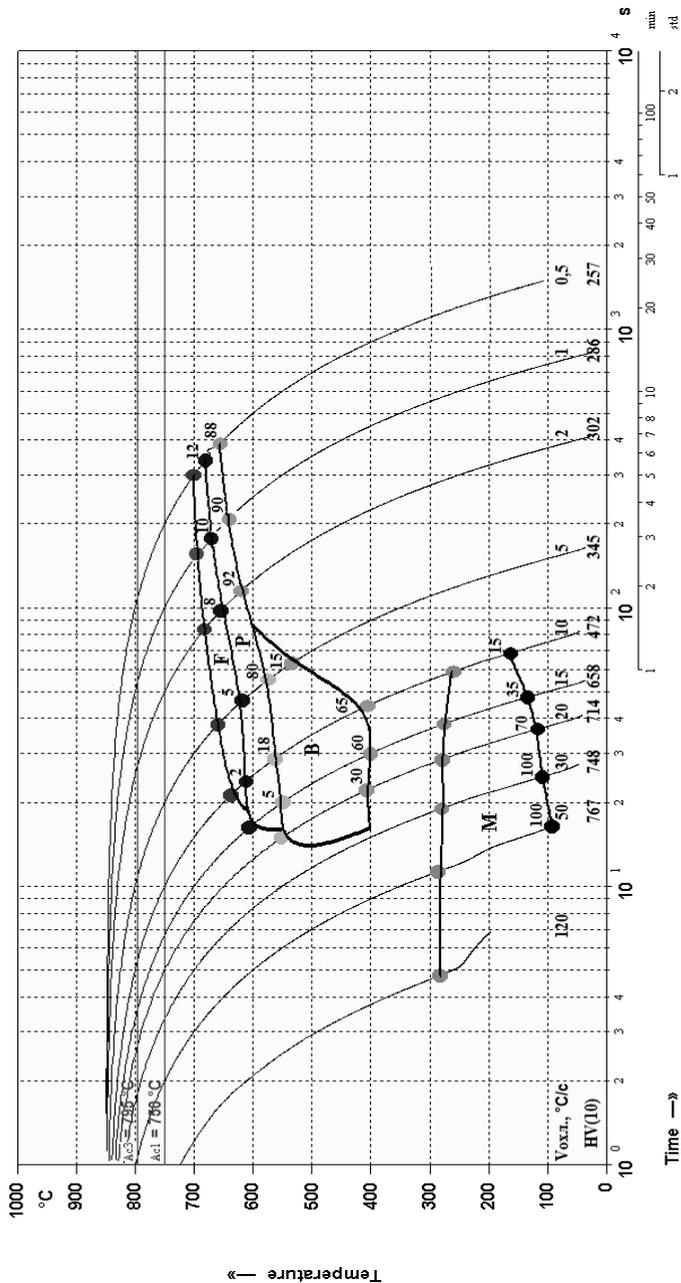


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали с 0,58% С, 0,97% Si, 0,85% Mn, 0,083% V.

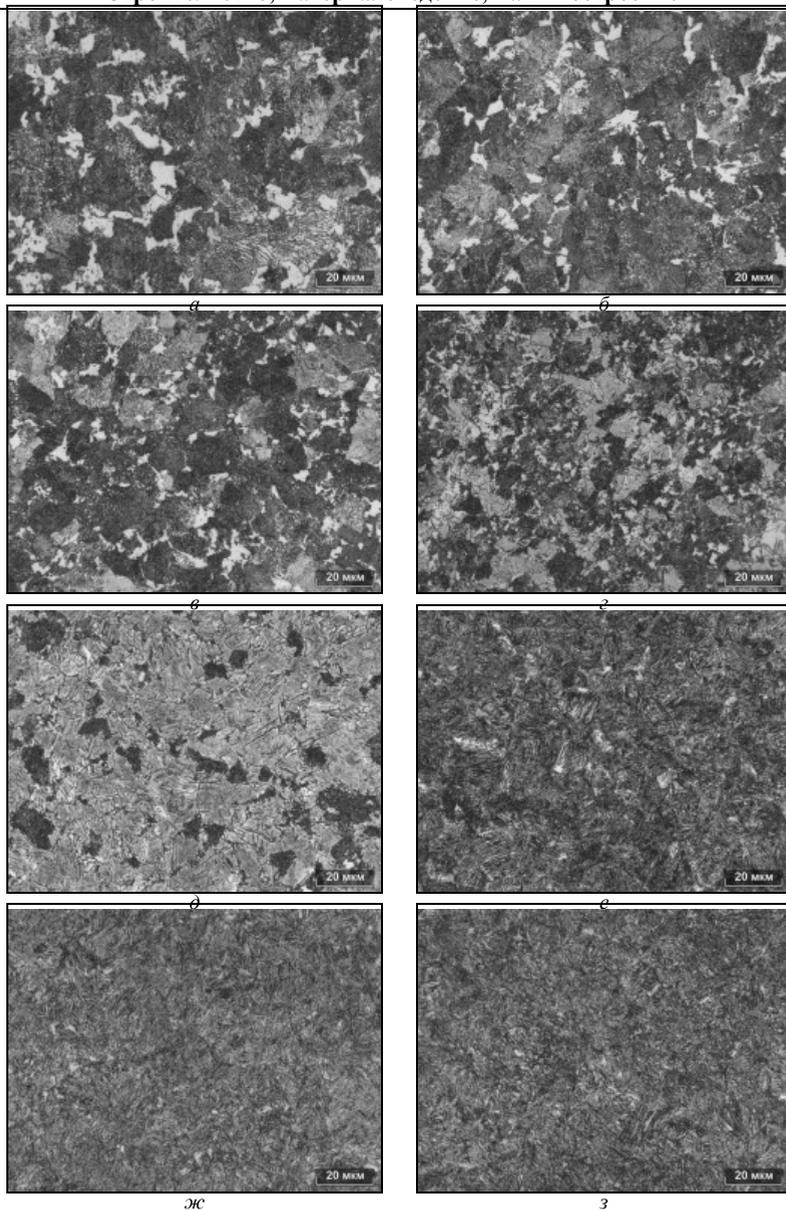


Рис. 2. Микроструктура образцов стали с 0,58% С, 0,97% Si, 0,85% Mn, 0,083% V, охлажденных с различными скоростями: *а* – 0,5 °C/с; *б* – 1 °C/с, *в* – 2 °C/с, *г* – 5 °C/с, *д* – 10 °C/с, *е* – 15 °C/с, *ж* – 20 °C/с, *з* – 30 °C/с.

При малой скорости охлаждения ($0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) структура исследуемой стали состоит из перлита и небольшого количества феррита ($\sim 12\%$), образовавшегося по границам бывшего аустенитного зерна и имеющего вид разорванной сетки (рис. 2, а). С увеличением скорости охлаждения ($1\text{-}2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) изменяется морфология и повышается дисперсность ферритно-карбидной смеси: от среднепластинчатого перлита до высокодисперсных структур сорбита и троостита закалки, а также уменьшается количество феррита в структуре до $8\text{-}10\%$ (рис. 2, б, в).

Структура троостита на микрофотографиях имеет наиболее темный цвет и характеризуется повышенной твердостью среди остальных продуктов диффузионного превращения. При скорости охлаждения $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на дилатометрической кривой регистрируется бейнитное (промежуточное) превращение (рис. 2, г). С дальнейшим увеличением скорости охлаждения изменяется морфология бейнита: от перистого (верхнего) к игольчатому (нижнему) (рис. 2, д, е). Образование доэвтектоидного феррита и перлита полностью подавляется в исследуемой стали при скорости охлаждения более $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к уменьшению в структуре объемной доли бейнита и увеличению количества мартенсита. При скорости охлаждения $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $120\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит изменение морфологии мартенситных игл: с увеличением скорости охлаждения продукты распада аустенита измельчаются.

Выводы

Критические точки стали для железнодорожных колес с $0,58\% \text{ C}$, $0,97\% \text{ Si}$, $0,85\% \text{ Mn}$, $0,083\% \text{ V}$ при нагреве: $A_{c1} = 790\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 895\text{ }^{\circ}\text{C}$. Образование феррита и перлита полностью подавляется в исследуемой стали при скорости охлаждения более $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Критическая скорость охлаждения для опытной стали составляет $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Полученные в работе результаты послужат базой для разработки оптимальных режимов термической обработки железнодорожных колес из экспериментальной стали, а также позволят обоснованно определять области их эффективного использования.